

1. Plansee-Seminar „De re metallica“

Reutte/Tirol 22.—26. Juni 1952

Veranstaltet von der Metallwerk Plansee Ges.m.b.H., Reutte-Tirol, der American Elektro Metal Corp., Yonkers, N.Y., und der Metro Cutanit Ltd., London, brachte dieses internationale Treffen führende Pulvermetallurgen, Hartmetallexperten und Wissenschaftler aus 17 Ländern zu einem Erfahrungsaustausch zusammen. Die Tagung, an der weit über 300 Besucher teilnahmen, wurde durch den Präsidenten Dr. P. Schwarzkopf und den Vorsitzenden des Arbeitsausschusses Dr. R. Kieffer feierlich eröffnet. Das Tagungsprogramm war fachlich in drei Vortragsgruppen unterteilt.

Metallphysik und allgemeine Metallkunde

M. AUWÄRTER, Balzers (Liechtenstein): *Die Stabilität anorganischer Verbindungen im Hochvakuum.*

Die Stabilität dünner Schichten im Hochvakuum wird dadurch untersucht, daß kleine Proben von wenigen Gramm entweder in einem Tiegel, der durch unmittelbaren Stromdurchgang erhitzt wird, oder in einem Strahlungs-Ofen auf die Temperatur gebracht werden, bei der sie verdampfen oder sublimieren. Die abgedampften Moleküle kondensieren an einer kalten Fläche. Die exakte Dickenbestimmung gelingt durch Interferenzmethoden, welche eine Genauigkeit von rund 5 Å zulassen. Die kondensierte Schicht wird mittels Elektronenbeugung untersucht; gleichzeitig wird die Absorption von sichtbarem Licht (z. B. 5500 Å) geprüft. Sämtliche Oxyde zeigen bei einem Hochvakuum von genügend niedrigem Druck Absorption im Kondensat. Die Ursache dafür liegt in der partiellen Dissoziation des Sauerstoffs der Metalloxyd-Verbindung. Der Sauerstoff-Druck wird mit Relativmethoden geprüft. Wie die Abhängigkeit des Dissoziationsdruckes von der Temperatur zeigt, folgt dieser einer Exponentialfunktion. Mehrwertige Metalle werden am leichtesten in der höchsten Wertigkeitsstufe reduziert, die niedrigeren Wertigkeiten jeweils entsprechend schlechter. Trotzdem gelingt es bei Einstellung des äußeren Partialdruckes im Vakuumraum in genügend langer Zeit eine Dissoziation herbeizuführen, wobei z. B. aus CuO schon nach sehr kurzer Zeit reines Kupfer erhalten wird.

Für den Schmelzvorgang ergibt sich, daß die Dissoziation von in der Schmelze vorhandenen oxydischen Resten nur dann möglich ist, wenn durch Beseitigung des hydrostatischen Druckes, der durch die Schmelze bedingt ist, die Entgasung eintreten kann. Die einfachste Methode ist durch die Anwendung induktiver Heizung gegeben, bei der jedes Volumenelement der Schmelze innerhalb kurzer Zeit an die Oberfläche gelangt.

Auf Sinterkörper angewendet verlangt diese Methode der Reduktion mittels Hochvakuum, daß vor dem Zusammensintern des Körpers möglichst kleine Volumenelemente behandelt werden, die nach der Reduktion möglichst ohne erneute Zuführung Sauerstoffhaltiger Atmosphäre einem Warmpreßverfahren ausgesetzt werden. Die Möglichkeit der Reduktion mittels Vakuumverfahren ist auf diejenigen Verbindungen beschränkt, bei denen die nichtmetallische Komponente infolge eines genügend hohen Zersetzungsdruckes dissoziieren kann. Nach den vorliegenden Ergebnissen ergibt die Anwendung des Hochvakuums im Gegensatz zu den bisherigen technischen Vakua überraschende Möglichkeiten.

H. FORESTIER, Straßburg (Frankreich): *Der Einfluß adsorbierter Gase auf die Reaktionsfähigkeit fester Oberflächen.*

Es wird zunächst die Änderung der Geschwindigkeit von Reaktionen im festen Zustand durch die darüberstehende Gasatmosphäre behandelt. Es wurden Reaktionen des Typus $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{MeO} \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{MeO}$ untersucht, deren Fortschreiten durch Messung der magnetischen Suszeptibilität verfolgt werden kann. Die katalytische Wirkung der Gase (H_2 , He, Ne, N_2 , Ar, CO_2 und H_2O) auf die Umwandlung stieg in Richtung ihrer Kondensierbarkeit an. Die Auftragung der in bestimmten Zeiten erreichten Umwandlung gegen die Siedetemperatur ergab von H_2 bis H_2O bei allen Meßtemperaturen ansteigende Kurven mit anfänglich steilem, später abfallenden Neigungstangens. Ähnliche Ergebnisse ergaben sich auch für die Umwandlung von Oxyden und Salzen in verschiedene Modifikationen. Hier wurde eine Änderung der Umwandlungstemperatur um einige °C beobachtet, wenn man von Versuchen im Vakuum zu solchen in CO_2 -Atmosphäre übergeht. Auch der Schmelzpunkt reiner Metalle ändert sich in gleicher Weise durch den Einfluß verschiedener Atmosphären (Unterschiede von 1–2° C).

R. MITSCHKE, Leoben (Österreich): *Ein einheitliches Härteprüfverfahren unter Verwendung von Sinter-Hartmetall-Eindringkörpern.*

Die Härte wird entweder durch die Eindringtiefe bestimmter Körper (Kugel, Kegel, Pyramide, Schneide) gekennzeichnet, oder man benutzt das Verhältnis Eindruckkraft/Oberfläche des Eindrucks und mißt in kg/mm^2 . Bisher verwendete man beide Härtekennzeichnungen nebeneinander. Durch die Verwendung verschiedener Eindringkörper und Prüflasten ist die technische Härteprüfung in einem Zustand erheblicher Vieldeutigkeit. Eingehende Versuche haben ergeben, daß die Verwendung einer vierseitigen quadratischen Pyramide mit 136° Seitenwinkel (Vickers-Pyramide) aus verschiedenen Gründen am günstigsten ist. Die Prüfung geschieht am zweckmäßigsten als Vorlastprüfung. Wählt man hierfür (analog zur Rockwell-Härteprüfung) 10 kg Vorlast und 140 kg Zusatzlast, so kann man bei Verwendung von Hartmetallpyramiden grundsätzlich alle festen Stoffe prüfen. Zur Erzielung einer genügenden Haltbarkeit empfiehlt es sich, für Stoffe mit einer Härte über 55 RC die normale Vickers-Diamantpyramide zu verwenden.

Als einheitliche technische Härteprüfung wird daher vorgeschlagen, eine Vorlastprüfung (10 + 140 kg) mit einer Vicker-Pyramide (Hartmetall bzw. Diamant) auszuführen und die Eindringtiefe (bzw. deren reziproken Wert wie bei der Rockwell-Prüfung) als Härtemaß zu verwenden. Es wäre zusätzlich möglich, die Härte in kg/mm^2 zu berechnen. Für besondere Fälle könnte statt (10 + 140) kg der zehnte Teil, also (1 + 14) kg als Prüflast verwendet werden.

H. NOWOTNY, Wien (Österreich): *Zur Frage der Bindung in intermetallischen Phasen.*

Ausgehend von der heteropolaren Bindung, der Atombindung und der metallischen Bindung an festen Körpern, kann gesagt werden, daß sich bei den intermetallischen Phasen stets eine Überlagerung meist aller drei Bindungsformen ergibt. Dadurch ist man gezwungen, auf ein grob qualitatives Modell zurückzugreifen, in der Weise, daß man auf Grund von systematischen Verbindungsreihen, wie etwa KF, CaO, ScN und TiC (diese stellen eine isotype Reihe isoelektronischer Kristalle dar) den allmählichen Übergang von einer typisch polaren Bindung zur Mischbindung im TiC verfolgt. Wohl stehen Überlegungen nach Pauling über die Art und Weise der Bindungsbildung durch sog. Bindungsbahnen zur Verfügung, doch konnte diese Methode nur in wenigen Fällen mit Erfolg angewendet werden. Man geht daher zweckmäßig von einer Abstandsbetrachtung innerhalb der oben angegebenen Reihe aus, und kommt auf Grund einer solchen zur Erkenntnis, daß wegen des annähernden Konstantwerdens der Abstände Metall-Metalloid bei ScN und TiC gegenüber den anderen beiden eine Überlagerung einer Atombindung angenommen werden muß. Die Weiterentwicklung dieses Bildes führt dazu, daß im TiC eine Polarität wohl noch im Sinne positiver Ti-Kationen und negativer C-Anionen vorliegt, daß jedoch eine Elektronenanhäufung zwischen Ti und C besteht, die zur Folge hat, daß sich gegenseitig durchdringende Ketten von TiC ausbilden. In bezug auf die Übertragung dieser Vorstellung auf das Härteproblem kann man im Anschluß an Arbeiten von Born und Fürth feststellen, daß der Verformungsvorgang wesentlich mit dem Schmelzvorgang verbunden zu sein scheint. Es wurde daher versucht, die von Lindemann begründete Formel für den Schmelzvorgang auf das Härteproblem zu übertragen in der Weise, daß man sagt, die Bindungsanalogie und damit die Härte ist umso größer, je größer die Frequenz der schwingenden Partikel im Gitter sein wird. Wendet man diese Beziehung für gleichartig aufgebaute Isotype, möglichst isoelektronische Verbindungen an, die auch im Bindungscharakter analog zu sein scheinen, dann erhält man eine bemerkenswerte Übereinstimmung zu der Mikrohärtigkeit (die relativ am wenigsten störungsempfindlich ist) und diesem so bestimmten Frequenzfaktor, in den die Schmelztemperatur sowie das Atomvolumen bzw. das Molgewicht eingehen.

G.-M. SCHWAB, München: *Mechanische Festigkeit als Elektroneneffekt.*

Nach klassischen Auffassungen wurde die Härte von Mischkristallen immer auf die Aufrauungen der Netzebenen durch den Einbau gitterfremder Bausteine zurückgeführt, die Härte von intermetallischen Verbindungen jedoch auf eine regelmäßige

Verzahnung der Gleitebenen. Da heute ein grundsätzlicher Unterschied zwischen Mischkristallen und bertholtschen Verbindungen nicht mehr gemacht werden kann, erschien dies unbefriedigend. Nun war experimentell aufgefallen, daß in den Legierungsreihen von Hume-Rothery-Systemen die Folge der spezifischen Widerstände mit der Folge der katalytischen Aktivierungsenergien und der Brinell-Härte völlig parallel laufen, indem alle drei Eigenschaften innerhalb einer Phase bei Zunahme der Elektronen-Konzentration ansteigen, beim Vergleich verschiedener Phasen jedoch ein scharfes Maximum in der γ -Phase aufweisen. Da Widerstand und Aktivierungsenergie eindeutig mit den freien Elektronenniveaus zusammenhängen, so war ein Gleiches auch für die Härte zu vermuten.

Zur Prüfung wurde an älteren Meßergebnissen eine halbempirische Theorie des Temperatur-Koeffizienten der Härte entwickelt, in welche als kritisches Temperaturinkrement die Bildungsenergie von Gitterversetzungen eingeht. Experimentell wurden dann nicht nur Kalthärten, sondern der Temperaturverlauf der Härte bei verschiedenen Hume-Rothery-Systemen ermittelt. So stellte sich heraus, daß auch die Bildungswärme der Versetzungen ein Maximum in der γ -Phase aufweist, also dort, wo der Radius der Impulskugel nahezu gleich dem reziproken Gitterabstand ist. Dies läßt darauf schließen, daß die Bildung einer Versetzung durch vorübergehende Abstandsvergrößerungen benachbarter Atome dann besonders erschwert ist, wenn nahezu alle Elektronenniveaus besetzt sind. Hierdurch wird nämlich, ebenso wie bei einer Überschreitung der kritischen Elektronenkonzentration, wenigstens lokal die freie Energie des Systems übermäßig erhöht. Diese Anschauung läßt den ganzen Härteverlauf in Legierungssystemen mit rein metallischer Bindung einheitlich verstehen und geht somit über die Leistungsfähigkeit einer Betrachtung nur der Atomrümpfe hinaus.

W. SEITH, Münster: *Neue Anschauungen zur Diffusion in Metallen¹⁾*.

F. SKAUPY, Berlin: *Die heutigen Anschauungen über die Natur der Metalle und ihre Bedeutung für die Metallkeramik (Pulvermetallurgie)*.

Als Ursache der Metallnatur wurde ein genügend geringer Abstand der Atome erkannt (nicht leitender Dampf, leitendes flüssiges bzw. festes Metall). Quantitativ bestehen große Unterschiede zwischen den verschiedenen Metallen. Während bei Cäsium eine Leitfähigkeit bereits auftritt, wenn der Abstand der einzelnen Atome etwa das 3-fache des Abstandes im festen Metallgitter beträgt, sind bei Quecksilber z. B. 15 Atomlagen, bei Wismut Schichten von 1 mm Dicke erforderlich (Aufdampfversuche auf tiefgekühlte Träger²⁾). Klassische Erklärungsversuche stammen von Herzfeld, auf Grund der Atomrefraktion im dampfförmigen Zustand zum Molvolumen im festen Zustand. Die Chemiker kommen auf Grund anderer Überlegungen zu einer ziemlich gut übereinstimmenden Unterteilung in echte Metalle, Meta-Metalle und Halbmetalle (W. Klemm³⁾). In gewissem Gegensatz dazu stehen Versuche von J. Kramer, nach dem es bei den meisten Metallen nichtmetallische Modifikationen gibt, die bei bestimmten Temperaturen in die normale leitende Form übergehen. Sie entstehen sowohl durch Kathodenzerstäubung wie durch Oberflächenbehandlung von Metallen durch Schmiegeln, Polieren usw., entsprechend den lange bekannten Beilby-Schichten. Ihre Umwandlungsprodukte sucht Kramer durch eine bei der Umwandlung auftretende Elektronenemission zu bestimmen. Diese Emission soll nur bei exothermen Vorgängen stattfinden (Exoelektronen). Diese Erklärung ist stark umstritten, ebenso die Umwandlungspunkte. Sie sollen bei den meisten Metallen weit unter 0° C, bei einigen aber auch einige 100° über 0° C liegen. Besonders wichtig wäre es zu erweisen, daß sich solche Schichten auch im Inneren von Metallen bei der plastischen Verformung mit bestimmten Umwandlungspunkten bilden. Ein solcher Beweis würde sehr weitgehende Änderungen unserer Vorstellung über den metallischen Zustand und die plastische Verformung bewirken. Auch für den Sintervorgang, insbes. im Bereich niedriger Temperaturen, wären sie bedeutungsvoll. Die eigentümlichen Ergebnisse beispielsweise bei der Messung der Leitfähigkeit gepreßter Pulver dürften sich am leichtesten durch Bildung solcher nicht leitender Schichten beim Pressen erklären lassen. (Diese bestehen darin, daß bei wiederholter Anwendung von Druck der Widerstand der Preßkörper bei manchen Metallen dauernd mit jedem neuen Druckanstieg sich vergrößert.)

¹⁾ Vgl. den ausführlichen Aufsatz, diese Ztschr. 64, 379 [1952].

²⁾ Vgl. H. Mayer: Aktuelle Forschungsprobleme aus der Physik dünner Schichten, München, 1950.

³⁾ Vgl. diese Ztschr. 62, 133 [1950].

A. G. SMEKAL, Graz (Österreich): *Idealkristalle und Realkristalle*.

An Einkristallen werden strukturempfindliche und struktureunempfindliche Eigenschaften gleichzeitig beobachtet. Erstere hängen nur von Druck und Temperatur ab, letztere auch von der chemischen, mechanischen und thermischen Vorgeschichte. Die struktureunempfindlichen Eigenschaften sind auf ideal gebaute Kristallgitterbereiche zurückzuführen, die strukturempfindlichen entweder allein oder wenigstens teilweise auf außerhalb des Kristallgitters bestehende abweichend gebaute Bausteinanordnungen. Die Extremfälle sind einerseits kompakter Bau, wobei die Kristallgittergebiete im wesentlichen einheitlich ineinander übergehen und die Baufehler nur inselartig dazwischen verteilt sind; der andere Grenzfall bildet kompakt disperse Mikrostrukturen mit ziegelmauer- oder sandsteinartiger Verknüpfung. Bei der Analyse der empirischen Eigenschaften von Mikrostrukturen knüpft man an die Entstehung der Realkristalle an, wobei maßgeblich sind: Entstehungstemperatur, Geschwindigkeit des Kristallwachstums und der Gehalt an Fremdbausteinen. Die Symmetrie des Kristallgittertyps und auch die Natur der chemischen Bindungskräfte können großen Einfluß haben. Am auffälligsten gegen die Störursachen sind die kubischen Salz- und Metalkristalle mit schwachen Gitterkräften. Die vollkommensten bekannten Kristalle gehören zum Typ der Schichtgitter, welche die Eigenschaft haben, eine große Anzahl von verunreinigenden Fremdatomen zwischen den Schichten mischkristallartig einzulagern. Die Stärke der chemischen Bindekräfte im Idealgitter beträgt der Größenordnung nach etwa 100000 kg/cm² oder 1 g/ μ^2 . Durch kleine Belastungen und Kontaktflächen muß es also möglich sein, die Bausteine eines Kristallgitters örtlich zum Übereinandergleiten zu zwingen, was durch die Kraftbestimmung bruchfreier Ritzfurchen erkennbar sein würde. Solche Furchen und die damit verbundenen erzwungenen Stoffverschiebungen sind an festen Körpern aller Art tatsächlich gefunden worden (Silicatgläser, WC, Kalkspatkristalle). Die Ritztiefen sind von der Temperatur unabhängig. Die wirksamen Spannungen besitzen tatsächlich die Größenordnung der molekularen Bindefestigkeiten, und innerhalb der ideal gebauten Gitterbereiche sind Sprödigkeit, Spaltbarkeit oder Verzwillingungsvermögen nicht mehr vorhanden. Die technische Bedeutung der erzwungenen bruchfreien Stoffverschiebungen betrifft viele Arten von Oberflächenvorgängen an festen Körpern, z. B. das Polieren, die trockene Reibung zwischen einander berührenden festen Körpern, die Grenzen in der Mahlbarkeit fester Stoffe, ferner die Temperaturverhältnisse in Lagern und an Werkzeugen für spanabhebende Bearbeitung.

Hartstoffe und Hartmetalle

C. BALLHAUSEN, Krefeld: *Eigenschaften der Hartmetall-Legierungen in vergleichbarer Darstellung*.

Die bekannten technischen Eigenschaften der gebräuchlichen Hartmetalle werden in einem räumlichen Diagramm eingeordnet, dessen Z-Achse die Volumenverhältnisse TiC:WC und dessen X-Achse die Volumen- bzw. Flächenanteile Co darstellen. Die Flächenanteile werden an Hand eines Makro-Sintermodells, bestehend aus Stahlkugeln mit Kupfer als flüssiger Phase, erläutert. Die Unzulänglichkeit der bisherigen Daten, besonders der Biegebruchfestigkeit wird diskutiert. Die Diagramme lassen sich von den bekannten Daten zwanglos zu den Werten des reinen Kobalts extrapolieren. Ein Vorschlag zur internationalen Bezeichnung der Hartmetallsorten ergibt sich, wenn man die Achsen der Grundfläche nach Art des Schachbrettes benennt. Die Legierungen z. B. D 6 oder A 3 wären damit definiert.

Über der gleichen Grundflächeneinteilung werden die Zerspanungseigenschaften unter bestimmten Bedingungen als Schnittgeschwindigkeit $v_{0,15}$ aufgetragen und zwar sowohl für Stahl als auch Gußbearbeitung. Es ergibt sich, daß die betrachteten Hartmetallsorten auf einer geraden Linie in der Grundfläche des Diagramms liegen, die mitten durch das für Zerspanungszwecke überhaupt verwendbare Gebiet läuft. Damit ist es möglich, die Eigenschaften der auf dieser Linie liegenden Hartmetalle in einem zweidimensionalen Diagramm darzustellen, auf dessen X-Achse die betreffenden Hartmetallsorten in bestimmten Abständen angeordnet sind. Man kann direkte Leistungsvergleiche anstellen und nachweisen, daß die bisher als weniger leistungsfähig behandelten zähen Hartmetallsorten tatsächlich die höhere Spanleistung zulassen, sofern die Voraussetzungen zu ihrem optimalen Einsatz gegeben sind.

E. FITZER, Wien (Österreich): *Höchsttemperaturbeständige Werkstoffe durch Silicieren von Wolfram und Molybdän*.

Wolfram und Molybdän können durch Legieren mit Silicium gegen Oxydation geschützt werden, und zwar Wolfram bis über 2000° und Molybdän bis etwa 1800°. Technisch verwertbar er-

scheinen derartige Silicide als dünne Oberflächenschutzschichten auf Wolfram- und Molybdän-Grundwerkstoff oder als pulvermetallurgisch hergestellte Vollegierungen. Die auf die Oberfläche beschränkte Legierungsbildung gelingt durch katalytische Reduktion von Siliciumtetrachlorid mit Wasserstoff. Diese heterogene Reaktion kann auch zur Herstellung von MoSi_2 -Pulver verwendet werden. Die Legierungsbildung der reinen Komponenten Molybdän und Silicium im festen Zustand verläuft für eine technisch verwertbare Oberflächenveredlung zu langsam, während die Herstellung auf diesem Wege möglich ist. Die Legierungen dieser Gruppe dürften in Zukunft nicht nur als Heizleiter technische Verwendung finden, sondern erscheinen vor allem auch vielversprechend als hochwarmfeste und zunderbeständige Werkstoffe auch für höchste Arbeitstemperaturen im modernen Gasturbinen- und Raketenbau.

G. F. HÜTTIG, Graz (Österreich): *Probleme der Herstellung von reinem Titancarbid.*

Bei der Reindarstellung von Titancarbid und anderen Metallecarbiden werden vielfach gefordert: 1) daß die chemische Zusammensetzung der durch die chemische Formel verlangten tatsächlich entspricht; 2) daß das Produkt möglichst wenig chemisch ungebundenen Kohlenstoff (Ruß) enthält; 3) daß die Teilchengröße des erhaltenen Pulvers sich in bestimmten Grenzen hält. Es wird eine Übersicht über die neueren, vor allem aus der Lehre von den aktiven Zuständen hervorgegangenen anorganisch-präparativen Prinzipien gegeben, welche Verlauf und Ziel der Reaktion im gewünschten Sinne beeinflussen können. Je nach der Wahl der Gasatmosphäre, innerhalb welcher die Carbid-Bildung stattfindet, kann von derselben eine reine katalytische Wirkung oder eine als Schrittmacher der Hauptreaktion vorangehende „Bohrer“-Wirkung oder schließlich eine Wirkung ausgehen, die auf einer Teilnahme des Gases als Reaktionspartner beruht. In dem letzteren Falle sind zu unterscheiden, die Wirkung, welche auf einer Carburierung des Bodenkörpers durch das Gas beruht, und die Wirkung, die über dem Bodenkörper solche Gleichgewichtsverhältnisse schafft, daß das Auftreten von Ruß keine thermodynamische Existenzberechtigung hat. Eine andere Gruppe von Prinzipien gründet sich auf die Verwendung von chemisch-aktiven und daher reaktionsfreudigeren Ausgangsmaterialien bzw. solchen Ausgangsmaterialien, aus denen im Verlaufe des Vorganges erst die zur eigentlichen Carbidbildung erforderlichen Komponenten – natürlich zunächst im reaktiven statu nascendi – entstehen.

Die diesbezüglichen, teilweise noch unveröffentlichten Versuche, welche im Institut für anorganische und physikalische Chemie der TH. Graz vor allem von D. Schuler, V. Fattinger und K. Kohla ausgeführt wurden, werden mitgeteilt.

R. KIEFFER, Reutte/Tirol (Österreich): *Mischkristallbildung bei Hartstoffen.*

Die diskutierte Werkstoffgruppe umfaßt eine charakteristische Reihe intermediärer Kristallarten, nämlich die Verbindungen der kleinatomen Metalle bzw. Metalle C, N, B und Si mit den Übergangsmetallen der 4. bis 6. Gruppe des Periodensystems (Ti, Zr, Hf (4. Gruppe); V, Nb, Ta (5. Gruppe); Cr, Mo W (6. Gruppe)). Die amerikanische Auffassung der hochschmelzenden Carbide, Boride, Nitride und Silicide als keramische Materialien kann nicht geteilt werden, da diese Stoffe einen ausgesprochen metallischen Charakter aufweisen. Allerdings werden sie vorteilhaft pulvermetallurgisch bzw. metallkeramisch verarbeitet. Hinsichtlich der Sprödigkeit und der mangelnden Bildsamkeit bei Raumtemperatur kann ihnen ein halbmaterieller Charakter zugesprochen werden.

Nach einem Überblick über die Geschichte und Entwicklung der Hartstoffe wird das von R. Kieffer und W. Hotop ausgearbeitete Einteilungsprinzip für pulvermetallurgisch hergestellte Mehrstofflegierungen gegeben: 1) Sinterung ohne flüssige Phase (Kontaktreaktionen im festen Zustand) und 2) Sinterung mit flüssiger Phase, wobei in beiden Fällen homogene und heterogene Endprodukte erhalten werden können. Diffusionsvorgänge sind bei der Sinterung von Hartstoffmischkristallen (Oberflächen-, Korngrenzen-, Gitterselbst- und Gitterfremddiffusion) und in der Pulvermetallurgie so beachtlich, daß man die Pulvermetallurgie mit Recht als Diffusionsmetallurgie bezeichnen könnte. Besonders eindrucksvoll sind diese Erscheinungen in dem Hüttischen Sinterschema für Ein- und Mehrstoffsysteme dargestellt.

Die Hauptbestandteile der modernen Schneidmetalle sind die Carbide der Übergangsmetalle bzw. binäre und ternäre Carbid-Mischkristalle. Die isotypen Carbide der 4. und 5. Gruppe sind untereinander vollständig mischbar und mit denen der 6. Gruppe teilweise mischbar. Die kubisch kristallisierenden Nitride der Übergangsmetalle der 4. und 5. Gruppe sind mit wenigen Ausnahmen miteinander und auch mit den isotypen Carbiden derselben Gruppe mischbar. Boride und Silicide der Übergangsmetalle finden neuerdings in warm- und zunderfesten Hartlegierungen

Anwendung. Im Gegensatz zu den Carbiden und Nitriden mit relativ einfachen Strukturen treten bei den Boriden und Siliciden eine große Reihe von Hartstoffphasen mit zum Teil sehr verwickelter Struktur auf. Isotype Boride und Silicide neigen zu Mischkristallbildung. Es wurde versucht, die Diffusionsvorgänge bei der meist im festen Zustand und bei höheren Temperaturen verlaufenden Mischkristallbildung von Hartstoffen metallographisch und auch auf Grund von Mikrohärtmessungen zu verfolgen.

R. KIESSLING, Söderfors (Schweden): *Investigations on Ternary Systems $\text{Me}_1\text{-Me}_2\text{-B}$ and a Discussion of the Relative Strength of the Bond Transition Metal-Boron.*

Eine Zusammenfassung der in Uppsala zusammen mit Prof. Hägg ausgeführten Arbeiten über ternäre Systeme aus zwei Übergangsmetallen und Bor wird gegeben. Die Systeme Mn-Fe-B, Mn-Co-B, Mn-Ni-B und Mn-Co-B wurden im Bereich 33 bis 50 Atom % B untersucht. Es besteht eine vollkommene Mischbarkeit unter den Boriden der Formel Me_2B , die alle isotyp sind, und unter den Boriden MeB , die untereinander auch alle isotyp sind. Das Konzentrationsverhältnis der Metalle $\text{Me}_1 : \text{Me}_2$ in den beiden ternären Phasen $(\text{Me}_1\text{Me}_2)_2\text{B}$ und $(\text{Me}_1\text{Me}_2)\text{B}$ im Gleichgewicht läßt sich röntgenographisch bestimmen, ohne die beiden Phasen zu trennen. Mit dieser Methode sind die Richtungen der Konaden im Zweiphasengebiet bestimmt worden. Diese Richtungen deuten an, daß das Metall mit niedrigerer Atomnummer stets in der Bor-reicheren Phase angereichert ist. Das Verteilungsverhältnis der Metalle Mn, Fe, Co und Ni zwischen der Bor-reicheren und Bor-ärmeren Phase ist experimentell bestimmt worden, und eine einfache graphische Aufzeichnung der Gleichgewichtsverhältnisse wird vorgeschlagen. Man kann die Verteilungsverhältnisse in den betrachteten Gleichgewichten zwischen festen Phasen in Analogie mit dem Verteilungsverhältnis des flüssigen Zustandes behandeln. Dadurch ist es möglich, den Verteilungskoeffizient der verschiedenen Metalle zu der Bor-reichen und der Bor-ärmeren Phase zu ermitteln. Die Versuchsergebnisse zeigen, daß das Metall mit niedrigerer Atomnummer stets in der Bor-reicheren Phase angereichert ist. Dies ist ein Hinweis darauf, daß die Festigkeit der Metall-Bor-Verbindung mit zunehmender Atomnummer der Metalle in einer Reihe der Übergangselemente abnimmt.

J. T. NORTON, Cambridge, Conn. (USA): *Das Dreistoffsystem Wolfram-Kohlenstoff-Kobalt.*

Obwohl Legierungen von Wolframmonocarbide mit Kobalt sehr eingehend untersucht wurden und in der Praxis weite Anwendung gefunden haben, bestand noch beträchtliche Unsicherheit hinsichtlich der Natur des wahren ternären Gleichgewichtsdiagramms. Experimentelle Untersuchungen haben nunmehr den ternären isothermen Schnitt für 1400° sichergestellt. Neben der bereits bekannten η -Phase, wurden zwei neue ternäre Phasen gefunden, die annähernd den Zusammensetzungen $\text{Co}_3\text{W}_6\text{C}_2$ und $\text{Co}_3\text{W}_{10}\text{C}_4$ entsprechen. Die erstgenannte dieser neuen Phasen hat ein kubisches und die zweite ein hexagonales Gitter. Isotype Phasen wurden in den analogen Systemen W-C-Fe und W-C-Ni beobachtet. Die Reaktionen, die zur Bildung der neuen Phasen führen, wurden angegeben und ein vorläufiges Gleichgewichtsdiagramm vorgeschlagen. Experimentelle Belege für die Existenz von stabilen sowohl als unstabilen Gleichgewichtszuständen werden gegeben. Auf der Grundlage des vorgeschlagenen Gleichgewichtsdiagramms werden die während des Sinterns von Wolframcarbide-Kobalt-Legierungen stattfindenden Reaktionen sowohl, als auch die Struktur und Eigenschaften gesinterter Hartmetalle diskutiert.

T. RAINE und R. EDWARDS, Manchester (England): *Die Löslichkeit verschiedener Carbide in den Bindemetallen Kobalt, Nickel und Eisen bei 1250°.*

Die Löslichkeit im festen Zustand bei 1250° von Wolfram-, Titan-, Tantal-, Molybdän-, Vanadin- und Chromcarbide sowie von TiC-WC-Mischkristallen in Kobalt, Nickel und Eisen wurde metallographisch und röntgenographisch bestimmt.

Allgemeine Pulvermetallurgie

H. S. CANNON und F. V. LENEL, Troy, N. Y. (USA): *Einige Beobachtungen zum Mechanismus des Sinterns in Gegenwart einer flüssigen Phase.*

Versuche über das Sintern in Gegenwart einer flüssigen Phase werden beschrieben. Es wurden die Geschwindigkeit der Dichtezunahme und das Gefüge folgender Systeme bestimmt: Eisen-Kupfer, Kupfer-Wismut, Kupfer-Blei, Wolfram-Kupfer. Das System Wolfram-Kupfer unterscheidet sich von den anderen darin, daß die Löslichkeit der festen Phase in der flüssigen während des Sinterns verschwindend klein ist. Trotzdem wird eine beträchtliche Dichtezunahme beobachtet, deren Ausmaß von den Sinter-

bedingungen abhängt. Ausgehend von den Oberflächen- und Grenzflächenspannungen werden Aussagen über den in solchen Systemen zu erwartenden Verdichtungsgrad gemacht. Die Mechanismen der Dichtezunahme in den beiden betrachteten Systemtypen – Systeme mit und ohne beträchtliche Löslichkeit der festen in der flüssigen Phase – dürften darauf beruhen, daß ein Flußmechanismus wirksam wird, durch welchen die flüssige Phase in die Poren der festen Phase eindringt, wobei kleine Teilchen der festen Phase, die in der flüssigen suspendiert sind, mitgenommen werden. In den Systemen Eisen-Kupfer, Kupfer-Wismut und Kupfer-Blei wird beobachtet, daß unter bestimmten Bedingungen die Dichtezunahme der Preßlinge auch nach langem Sinterzeiten unvollständig ist. Dies wird durch die Bildung eines starren Skeletts der festen Phase während des Sinterns erklärt. Es wird festgestellt, daß die Bildung eines solchen starren Skeletts von dem Verhältnis der Grenzflächenspannungen fest-fest zu fest-flüssig abhängt. Die auf die Bildung eines starren Skeletts basierte Theorie wird durch Versuchsergebnisse gestützt. Der Unterschied zwischen den in dieser Arbeit untersuchten starren Skeletten und den in gewissen Hartmetallen beobachteten wird diskutiert.

Die von Price und Mitarbeitern gegebene Beschreibung des Sintervorganges in Gegenwart einer flüssigen Phase, wonach eine Lösung der kleineren Teilchen der festen Phase in der flüssigen und nachfolgende Wiederausscheidung auf größeren Teilchen der festen Phase angenommen wird, ist auf Grund der Ergebnisse der beschriebenen Versuche dahingehend zu erweitern, daß zusätzlich noch 1) ein Flußmechanismus wirksam werden und 2) die feste Phase unter bestimmten Bedingungen ein starres Skelett bilden kann.

G. J. COMSTOCK und F. H. CLARK, Hoboken N.J. (USA): *Die Entwicklung von Werkstoffen aus vorlegierten Pulvern.*

Der Fortschritt in den Vereinigten Staaten in Richtung auf die Entwicklung, Herstellung und Anwendung völlig vorlegierter Metallpulver wird als einer der bedeutsamsten Faktoren in der Erweiterung des Anwendungsfeldes der Pulvermetallurgie angesehen.

E. CREMER, Innsbruck (Österreich): *Bestimmung der Haftkraft von Metallpulvern⁴⁾.*

H. H. HAUSNER, New York (USA): *Der Einfluß von Gitterveränderungen auf den Sintervorgang.*

Da die Sintergeschwindigkeit neben anderen Faktoren eine Funktion der atomaren Beweglichkeit innerhalb des Kristallgitters ist, können Veränderungen des Gitters (Verzerrungen, Erzeugung von Fehlstellen oder völlige Transformation) einen maßgebenden Einfluß auf die Sintergeschwindigkeit haben. Die Beeinflussung des Sintervorganges durch Reduktion ($\text{MO} + \text{H}_2$), Zersetzung ($\text{MH} \rightarrow \text{M} + \text{H}_2$) und Modifikationsänderung ($\text{M}\alpha \rightarrow \text{M}\beta$) wird diskutiert.

Folgende Versuche werden beschrieben:

- a) Die Wirkung von Wärmebehandlung auf Nickel-Preßlinge im Wasserstoff-Strom bis zu 100° C unter besonderer Berücksichtigung der Änderung des elektrischen Widerstandes.
- b) Die Erhitzung von Zirkonhydrid-Pulver im Vakuum; die Zersetzung des Hydrids in Zirkonium und Wasserstoff und der Einfluß dieser Zersetzung auf die Schrumpfung und die Korngröße.
- c) Die Wechselwärmebehandlung von Eisen-Preßlingen bei Temperaturen oberhalb und unterhalb des Transformationspunktes und ihr Einfluß auf die Dichte, das Schwinden und die Korngröße.

Die Versuchsergebnisse zeigen, daß die drei besprochenen Typen von Gitteränderungen den Sintervorgang sehr beträchtlich beeinflussen, daß dieser Einfluß aber nicht in jedem Falle gleichartig ist.

G. JANTSCH und F. ZEMEK, Graz (Österreich): *Über die Abscheidung von chemisch-reinem Vanadin aus der Gasphase.*

Die Beobachtung eines schwarzen Metallspiegels bei den Untersuchungen über die Disproportionierung von Tri- und Dihalogeniden des Vanadiums veranlaßte Versuche zur Herstellung von reinem Vanadin-Pulver. Hierzu wurde das aus Ferrovandinit durch Chlorierung gewonnene Vanadintetrachlorid fraktioniert, destilliert und mit diesem vollständig von Eisen und niederwertigen Chloriden freien Tetrachlorid reiner Wasserstoff beladen und derselbe in einen auf 700° vorerhitzten Ofen eingeführt. Aus der Gegenrichtung strömt reiner Wasserstoff in den Ofen ein und beschleunigt so durch Wirbelbildung die Reduktion.

Wie analytische und spektrographische Untersuchungen ergaben, enthielt das gewonnene Vanadin-Pulver 99% V, Rest Wasserstoff. Die Debye-Scherrer-Aufnahmen zeigten ein kubisch

raumzentriertes Gitter mit $a = 3,0204 \text{ \AA}$. Bei 15000-facher Vergrößerung im Elektronenmikroskop konnte ein Teilchendurchmesser des Vanadin-Pulvers von 0,2–0,3 μ gemessen und eine gute Übereinstimmung der Elektronenbeugungsaufnahmen mit Debye-Scherrer-Aufnahmen festgestellt werden.

A. KOFLE, Innsbruck (Österreich): *Mikro-Thermoanalyse.* a) *Kontaktmethode*, b) *Schmelzen und Kristallisieren von Mischkristallen.*

a) Ein Film demonstriert an Kontaktpräparaten das Verhalten von Zweistoffsystemen bei Auftreten eines einfachen Eutektikums, einer oder mehrerer Molekelverbindungen, Mischungslücken der flüssigen Phasen oder Mischkristallbildung. b) Ein weiterer Film zeigt an Mischkristallen, daß der beim Erwärmen und Abkühlen innerhalb des Temperaturintervalls von Solidus- und Liquiduskurve notwendige Konzentrationsausgleich nicht allein durch Diffusion geschieht, sondern durch rhythmisch ablaufende Umlagerungsvorgänge unterstützt wird. Eine Homogenisierung von Zonenkristallen kann innerhalb mehrerer Stunden nur bei Vorhandensein geringer Mengen von Schmelze erreicht werden.

W. J. KROLL, Corvallis, Oregon (USA): *Die Herstellung von Metallpulvern durch Schmelzflußelektrolyse.*

Die Herstellung von Metallpulvern durch Schmelzflußelektrolyse ist eine Arbeitsweise, die weit häufiger anwendbar ist als die kathodische Abscheidung geschmolzener Metalle. Die Gründe, welche die Anwendung nur in Sonderfällen erlauben, werden besprochen. Die hauptsächlichste Schwierigkeit besteht in der Konstruktion der Zelle, welche eine Abschirmung erfordert. Ferner haben der Elektrolyt, die Anode, welche löslich oder unlöslich sein kann, dann die kontinuierliche oder diskontinuierliche Arbeitsweise, einen Einfluß auf die Zellenkonstruktion. Die Schwierigkeiten bei der Erzeugung von Titan-Pulver werden betont und auf die Möglichkeit der Herstellung von Wolfram-, Molybdän-, Mangan-, Eisen- und Legierungspulver durch Schmelzflußelektrolyse, wobei unlösliche, in manchen Fällen lösliche Anoden, benutzt werden, verwiesen.

A. J. LANGHAMMER, Detroit, Michigan (USA): *Powder Metallurgy as viewed by a Manufacturer of Metal Powder Products.*

Die Pulvermetallurgie ist nicht nur unentbehrlich geworden, sondern stellt heute eine selbständige vielseitige Industrie dar. Im Wegfall der spanabhebenden Bearbeitung liegt einer der größten Vorteile. Zur Amortisation der Formwerkzeuge ist eine hohe Auflage erforderlich. Die Zeiteinsparung bei der Herstellung hält die relativen Kosten niedrig. In fast allen Teilgebieten der Pulvermetallurgie sind weitere Neuerungen zu erwarten.

E. M. ONITSCH, Leoben (Österreich): *Die Mikrohärtprüfung als Hilfsmittel bei der Untersuchung von Sintervorgängen in komplexen Systemen.*

Die Mikrohärtprüfung ist eine einfache und gut zu beherrschende Untersuchungsmethode bei der Beurteilung von Legierungsvorgängen, die mit Härteänderungen verbunden sind. Es wurden mit ihr die Legierungsvorgänge beim Sintern von Fe-C-Legierungen, welche die Carbid-Bildner Cr, W, Mo und V enthalten, verfolgt. Der prozentuale Anteil an Carbid-Bildnern lehnte sich an die für Schnellarbeitsstähle üblichen Gehalte an.

Die Vorgänge, die unter den gegebenen Sinterbedingungen ein loses Pulverhaufwerk in einen festen Körper überführen sind im wesentlichen: Carbid-Bildung, Legierungsbildung, Sintervorgänge, Bildung einer flüssigen Phase, Dichteänderungen. Die an Diffusion gebundene Legierungs- sowie Carbid-Bildung sind durch deutliche Härteänderungen erkennbar.

Bei den Legierungssystemen traten in Abhängigkeit von der Sinter Temperatur (950 bis 1250° C, mit 50° Intervall) folgende Gefügeveränderungen der Grundmasse auf: Bei 950° lag eine ferritisch-perlitische Grundmasse vor, mit steigender Temperatur nimmt der Ferritgehalt ab, und es treten zwischen 1100 bis 1150° Gefügebereiche auf, welche völlig strukturlos und einem ferritischen Gefüge sehr ähnlich sind. Solche Bereiche finden sich vor allem in der Umgebung der Sondercarbide, die bei diesen Temperaturen in Lösung gehen. Die Mikrohärt dieser homogenen, legierten Mischkristalle war die eines Martensits. Bei ca. 1200° beginnt sich flüssige Phase auszuschcheiden, die Mikrohärt der legierten Mischkristalle sinkt infolge Abgabe von Legierungselementen etwas ab. Diese mit Härteänderungen verbundenen Diffusionsvorgänge in der Grundmasse zeigten sich bei allen untersuchten Legierungsgruppen in prinzipiell gleicher Weise; der Verlauf der Carbid-Bildung in Abhängigkeit von der Sinter Temperatur wurde ebenfalls mit Hilfe der Mikrohärtprüfung verfolgt.

⁴⁾ Vgl. diese Ztschr. 64, 10 [1952].

G. RITZAU, Krefeld: *Beitrag zur physikalischen Analyse des Sintervorganges.*

Vortr. gab einen Beitrag zur Beschreibung des Sintervorganges durch messende Verfolgung der Änderung der Thermospannung während der Sinterung selbst. Gemessen wurde die Thermospannung, die in einer geschlossenen Kette, bestehend aus einem Metall und dem stabförmigen Preßling, entsteht und sich ändert, wenn die beiden Berührungsstellen Metall/Preßling bzw. Preßling/Metall verschieden waren. Mit wachsender Temperaturdifferenz wächst auch die Thermospannung. Die Kurve des Verlaufes der Thermospannung in Abhängigkeit von der Temperaturdifferenz der beiden Berührungsstellen mündet nach Ablauf der Sinterung auf einen bei der Abkühlung und folgenden Wiedererhitzung reversibel verlaufenden Kurvenast. Am Beispiel einiger Legierungen (Fe/Ni/Al; Fe/Cu; Cu/Ni) wird das Verfahren erläutert. Eine weitere Verfolgung des Sintervorganges ist dadurch möglich, daß die Differenz-Thermospannung gemessen wird, die in einer Kette entsteht, bestehend aus einem Preßling und einem bereits fertig gesinterten Körper. Mit zunehmender Sintertemperatur strebt diese Differenzthermospannung dem Wert Null zu.

F. SAUERWALD, Halle/Saale: *Über Oberflächenschichten, insbes. Oxyd-Schichten und ihren Einfluß auf das Sintern* (nach Versuchen von M. Clasing).

Es zeigte sich, daß z. B. durch Anlaufenlassen erzeugte Oxyd-Schichten auf Cu, das als Modellsubstanz benutzt wurde, bei Sintertemperaturen nicht ohne weiteres beständig sind. Es galt also die Umstände von denen die Stabilität von Oxydbeladungen an Kupfer abhängt zu studieren. Bei Kupfer, welches nicht mit Sauerstoff gesättigt ist, spielt nach dem experimentellen Befund die Eindiffusion der Schicht ins Metall bei höheren Temperaturen im allgemeinen die maßgebliche Rolle bei der Instabilität der Sauerstoff-Beladungen. Ferner wurde geprüft, welche Einflüsse instabile und stabile Oxydfilme auf die Festigkeitseigenschaften gesinteter Kupferkörper haben. Es wurde festgestellt, daß Oxyd-Beladungen, mit denen Kupferpulver versehen wurde, hauptsächlich wenn es sich um instabile Schichten handelt, oft einen günstigen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des entstandenen Sinterkörpers haben können. In vielen Fällen ergab sich aber auch ein unerwünschter Effekt.

H. SCHREINER, Graz (Österreich): *Die Anwendung der Emaniermethode in der Pulvermetallurgie.*

Die von O. Hahn eingeführte Emaniermethode wird auf die Probleme der Pulvermetallurgie angewendet. Von besonderer Wichtigkeit ist die Anwendung der Emaniermethode auf Sintervorgänge, wo übersichtliche und anschauliche Ergebnisse erhalten werden. Ein weiterer Vorteil ist der, daß das Emaniervermögen bis zu höchsten Temperaturen und zwar bei der Sintertemperatur selbst gemessen werden kann. Aus einer Emaniervermögen-Temperaturkurve sowohl für die Sinterprobe als auch für die gleiche Kompaktprobe übersieht man in einer Versuchsreihe summarisch alle Sinterveränderungen. Auf Grund dieser Voruntersuchung läßt sich im interessierenden Gebiet bei konstanter Sintertemperatur die Sinterkinetik direkt aufnehmen. Es wurden die Sinterkurven reiner Metalle, wie Eisen, Kupfer usw. bestimmt. Der Sinterverlauf des Zweistoffsystems Kupfer/Eisen konnte bei partieller Aktivierung des Eisenpulvers aus den Emaniervermögen-Messungen beschrieben werden.

Daneben können die Diffusionsvorgänge in der Oberfläche und im Gitter getrennt dargestellt werden. Für mehrere Metalle wurde bei Temperaturen von $\alpha < 0,32$ ($\alpha = \frac{T}{T_F}$ Temperatur in absoluter

Zählung) allein die Oberflächendiffusion beobachtet, und bei Temperaturen von $\alpha > 0,39$ dominiert die Gitterdiffusion⁵⁾.

R. WALZEL, Leoben (Österreich): *Grundsätzliches zur Frage des trockenen metallischen Verschleißes.*

Der Verschleißvorgang wird als eine Überschreitung der Zerreiß- oder Schubfestigkeit der Oberflächenschicht durch die Reibungskräfte aufgefaßt. Die Schwierigkeit der Voraussage von Verschleißwerten und der Übertragbarkeit von Laboratoriumsergebnissen auf den Betrieb liegt sowohl in der schwer überblickbaren Abhängigkeit der Reibungskräfte von vielen Einflüssen, als auch darin, daß die Zerreiß- und Schubfestigkeit der Oberflächenschicht nicht nur durch den Ausgangszustand des Werkstoffes, sondern auch durch die Veränderungen bedingt sind, die dieser durch den Verschleißvorgang selbst erfährt. Es wird versucht, in die Zusammenhänge eine Systematik zu bringen, und es wird an einigen Beispielen gezeigt, wie scheinbar fernliegende Einflüsse den Verschleiß weitgehend ändern können.

A. von ZERLEDER, Neuhausen (Schweiz): *Neuere Entwicklung der Pulvermetallurgie von Aluminium.*

Aluminium nimmt in der Pulvermetallurgie eine Sonderstellung ein. Seine Sinterträgheit bewirkt, daß es bisher kaum für die Herstellung von Sintermetallkörpern verwendet wurde. Das spez. Gewicht für handelsübliches Aluminiumpulver liegt zwischen 0,1 und 0,3, so daß eine abnormal große Volumenverringering beim Sinterpressen eintritt.

Das für die Herstellung von Aluminium-Sinterkörpern, Marke SAP (Sinter-Aluminium-Pulver), benutzte Pulver wird nach einem besonderen Herstellungsverfahren trotz seiner außerordentlichen Feinheit mit einem spez. Gewicht von 0,8–1 erzeugt. Dieses Pulver wird zuerst kalt, mit einem spezifischen Druck von 20–50 kg/mm² vorgepreßt. Anschließend folgt ein erstes Sintern bei 500–600°, dem ein Warmpressen mit 50 kg/mm² folgt. Die so erzeugten zylindrischen Körper können nun in der Strangpresse bei 500–600° und einem spezifischen Druck von 50–100 kg/mm² zu Rundstangen oder dickwandigen Profilen ausgepreßt werden. Dieses Preßmaterial läßt sich nachher sowohl im Gesenk, wie unter dem Hammer warm weiter verformen. An Stelle des Strangpittens können die vorgepreßten Zylinder auch direkt im Gesenk weiter verformt werden.

Die überraschendste Erscheinung ist die außerordentlich hohe Festigkeit, besonders Warmfestigkeit, des aus Reinaluminiumpulver erzeugten SAP. Diese ist umgekehrt proportional zur Kornfeinheit und erreicht bei dem üblichen Pulver von unter 1 μ Teilchengröße über 35 kg/mm². Da jedes einzelne Teilchen von einer Oxydhaut umgeben ist, tritt auch bei lang andauerndem Glühen kein Kornwachstum auf, und die Dauerstandfestigkeit von SAP beträgt bei 400° immer noch ca. 7 kg gegenüber 1–2 kg sämtlicher Aluminium-Legierungen. Bei der Herstellung von SAP muß aber auch der Oxyd-Gehalt des Pulvers in engen Grenzen gehalten werden, da höherer Oxyd-Gehalt bei steigender Festigkeit Dehnung und Zähigkeit beeinträchtigt. Infolge seines außerordentlich feinkörnigen Gefüges zeichnet sich SAP auch durch überlegene Warmermüdungsfestigkeit aus. Diese liegt bei 300° noch über 10 kg/mm². Die oben geschilderten Eigenschaften lassen SAP als besonders interessanten Werkstoff für Beanspruchungen zwischen 200 und 400° erscheinen. Es ist daher nicht verwunderlich, daß besonders der moderne Brennkraftmaschinenbau sowohl für Düsentriebwerke wie für Kolbenmotoren sich für SAP interessiert.

V. [VB 401]

⁵⁾ Vgl. H. Schreiner, Österr. Chemiker-Z. 53 [1952] im Druck.

Erweitertes Kolloquium über Makromolekulare, Freiburg i. Br.

24.–26. April 1952

Prof. Dr. Dr. h. c. H. Staudinger, Direktor des Staatl. Forschungsinstitutes für makromolekulare Chemie, Freiburg/Br., begrüßte bei der Eröffnung Fachgenossen aus Deutschland, der Schweiz, Frankreich, Holland, England und Österreich*).

R. SIGNER, Bern: *Ein Viscosimeter für kleine Strömungsgradienten.*

In einer nahezu horizontalen Kapillare bewegt sich eine Flüssigkeitssäule mit einer geringen Geschwindigkeit, die u. a. eine Funktion der Flüssigkeitsdicke, ihrer Zähigkeit und des Winkels, den die Kapillare mit der Horizontalen bildet, ist. Ein auf diesem Prinzip beruhendes einfaches Viscosimeter mit Teilkreis für Mes-

*) Vgl. Chemiker-Z. 76, 15 [1952].

sungen bei sehr kleinen Strömungsgradienten wurde beschrieben. Es eignet sich besonders zur Untersuchung von verdünnten Lösungen hochmolekularer Stoffe mit starken Abweichungen vom Newtonschen Verhalten. Die Kräfte, welche die Flüssigkeitssäule bewegen, sind einerseits die Schwere und andererseits Unterschiede in der Oberflächenspannung an beiden Säulenden. Bei verschiedenen Winkeln der Kapillare zur Horizontalen sind verschiedene Oberflächenbildungsgeschwindigkeiten vorhanden, so daß das Gerät auch Änderungen der Oberflächenspannung mit der Zeit zu messen gestattet.

Für die Messungen der Viskosität wird aus der Fließgeschwindigkeit verschieden langer Säulen diejenige einer unendlich langen Säule extrapoliert, wobei die Oberflächenkräfte verschwinden.